

Mn 含量对中锰钢微观组织及力学性能的影响

马伟刚,张由景,杨超飞,薛 钢,王任甫

(中国船舶重工集团公司第七二五研究所,河南 洛阳 471023)

摘 要:通过金相观察、X 射线衍射、透射分析及力学性能测试,探索了 Mn 含量对中锰钢微观组织及力学性能的影响。结果表明,通过临界区退火处理,不同锰含量的中锰钢($w(\text{Mn})$:3.86%~5.4%)在室温下均可获得铁素体和奥氏体复相组织,奥氏体含量随 Mn 含量的增加而增多,而其稳定性呈相反的变化趋势。试验钢强度随 Mn 含量的增加而增加,断后伸长率及断面收缩率两塑性指标随 Mn 含量变化呈相反的变化趋势,冲击韧性随 Mn 的增加而降低。试验钢力学性能随 Mn 含量的变化与试验钢中 Mn 的存在形式、逆转奥氏体的含量及稳定性相关。

关键词:中锰钢;两相区退火;逆转奥氏体;力学性能

中图分类号: TG142

文献标识码: A

Effect of Manganese Content on Microstructure and Mechanical Properties of Manganese Steel

MA Weigang, ZHANG Youjing, YANG Chaofei, XUE Gang, WANG Renfu

(Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

Abstract: The effect of Mn content on microstructure and mechanical properties of medium manganese steel is investigated via metallographic observation, X-ray diffraction, transmission analysis and mechanical testing. The results show that, after intercritical annealing, medium manganese steels with different Mn contents (3.86%~5.40%) all contain the mixed microstructure of ferrite and austenite at room temperature. The content of austenite in the treated steel increases with the increase of Mn content, while the stability shows an opposite trend. With the increase of Mn content, The strength of the tested steel increases, while the percentage elongation after fracture and percentage reduction of area and the impact toughness of the tested steels decrease. The variation of mechanical properties of the tested steel with the Mn content is related to the existing form of Mn and the content and stability of reverse austenite.

Keywords: medium manganese steel; intercritical annealing; reverse austenite; mechanical property

海洋中蕴含着丰富的石油、天然气等人类赖以生存的资源,随着陆上油、气资源的逐渐减少,海洋油、气已成为世界各国竞相追逐的主要战略资源。海洋平台用钢是海洋开采设施、开采设备必需的物质基础,在保障海洋平台安全方面起着重要的作用。随着海洋工程向深海、极地地区发展,要求海洋平台用钢必须具有高强塑性、高韧性^[1]。目前,对于强度级别在690 MPa级以上的海洋平台用高强钢,国内外普遍采用 Ni-Cr-Mo-

V 合金系,为提高钢的低温韧性,该类钢中贵重金属 Ni 的含量一般高于4%(质量分数,下同),大大增加了生产成本;同时钢中碳含量一般高于0.1%,使得钢板的焊接工艺复杂,焊接性能差。因此,低成本高性能新型海洋平台用钢的开发对海洋资源的开发具有重要意义。

中锰钢($w(\text{Mn})=3\%\sim 12\%$)因具有优异的强度和塑性匹配,兼具生产成本低廉,成为第三代汽车用钢的研究热点^[2]。吝章国^[3]系统研究

收稿日期:2019-10-08

作者简介:马伟刚,男,1993年生,硕士研究生,研究方向:船体结构钢。E-mail: 1435697566@qq.com。

通讯作者:张由景,男,1988年生,博士。主要从事结构钢研制及应用研究。E-mail: zhangyoujing1988@126.com

了轧制工艺、热处理制度对 Fe-0.2C-5Mn-1.55Si 及 Fe-0.23C-7Mn-1.47Si 两种中锰钢微观结构演变、力学行为的影响,通过优化制备工艺,获得了 5Mn 及 7Mn 钢,其屈服强度分别为 963 MPa 和 1 172 MPa,伸长率分别为 34.2% 和 36.2%,二者均具有良好的强塑性匹配。RAN DING 等^[4]采用 Q-ART 工艺(淬火+逆转奥氏体处理)对 Fe-0.2C-8Mn-2Al 中锰钢进行处理,探索残余奥氏体对逆转奥氏体及力学性能的影响,研究发现,一定含量残余奥氏体有利于逆转奥氏体相变的发生,有利于拉伸强度的提升,但对塑性有一定程度的损害。DONGYEOL^[5]等研究了 Ti、Mo 两种合金元素对 Fe-0.29C-3.85Mn-0.74Al 中锰钢的影响,研究表明,Ti、Mo 在中锰钢中形成(Ti,Mo)C 纳米级析出相,使得合金化后的中锰钢具备优异的强塑性,其强塑积高达 46 800 MPa·%。

尽管汽车用中锰钢显示出优异的强塑性匹配,然而,这类中锰钢为提高中锰钢中亚稳奥氏体含量,通常添加较高的碳元素($\geq 0.2\%$)以稳定奥氏体,导致焊接性较差,同时锰元素强烈的偏聚倾向导致中锰钢的晶界韧性不足,尤其是低温韧性较差^[6-7]。为探索中锰钢在海洋平台应用的可行性,本研究通过降低碳含量,同时适当添

加合金元素镍,对汽车用中锰钢合金体系进行优化设计,着重研究不同锰含量对优化设计后中锰钢的微观组织及力学性能的影响,为中锰钢在海洋平台高强钢领域的应用提供新的思路。

1 试验材料

3 种不同 Mn 含量的试验钢采用 25kg 真空感应炉冶炼,其化学成分如表 1 所示。3 种试验钢分别编号为 40M、45M 及 55M。铸锭经锻造后形成厚度为 25 mm 的试验钢板,始锻温度为 $(1\ 100\pm 20)^{\circ}\text{C}$,终锻温度不低于 900°C ,锻后水冷至室温。采用 Gleeble 3500 热模拟试验机对锻后的试验钢进行相变点测试。根据测定的 A_{c3} 相变点,同时为消除锻造组织缺陷,对 3 种试验钢在 900°C 保温 1 h 后淬火,随后在 650°C (两相区)保温 1 h 退火处理,退火保温结束后空冷。

采用金相显微镜、X 射线衍射仪及透射电镜分别对热处理后的试验钢进行金相观察、物相分析及微结构分析。分别采用标准的 R4 拉伸试样、10 mm×10 mm×55 mm 标准 V 型缺口试样对热处理后的试验钢进行拉伸性能及冲击性能测试。

表 1 试验钢的化学成分

Table 1 The composition of test steel(w)

%

编号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Fe
40M	0.056	0.256	3.86	0.008 9	<0.005	1.48	0.034	余量
45M	0.056	0.258	4.55	0.009 0	<0.005	1.53	0.034	余量
55M	0.058	0.266	5.4	<0.00 5	<0.005	1.46	0.035	余量

2 试验结果

试验钢相变点测试结果如表 2 所示。X 射线衍射图谱如图 1 所示。

图 1 中,40M/DQ 和 55M/DQ 分别为 40M 和 55M 淬火后试样的 X 衍射图谱。从图中可以看出,40M 和 55M 淬火后,衍射图谱中仅存在 α -Fe

衍射峰,表明淬火后试验钢均为马氏体组织,几乎不存在残余奥氏体。退火处理后,3 种试验钢的衍射图谱上均同时出现了 α -Fe 和 γ -Fe 衍射峰。这说明,退火处理后,3 种试验钢在两相区形成的奥氏体均能保留至室温。根据国标 GB/T 8362—1987(残余奥氏体测量方法)计算得出不同锰含量钢中奥氏体体积分数如表 3 所示。从表 3 可以看出,Mn 含量越高,在室温下保留下来的奥氏体含量越多。

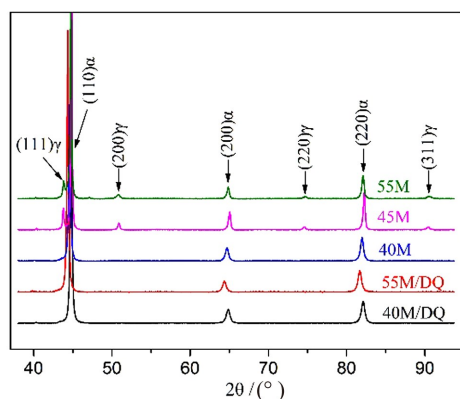


图1 试验钢的X射线衍射图谱

Fig. 1 XRD patterns of the test steels

3种试验钢退火处理后金相组织如图2所示。可以看出,退火处理后,3种试验钢组织较细,组织类型相似,基体均为条状或块状的铁素

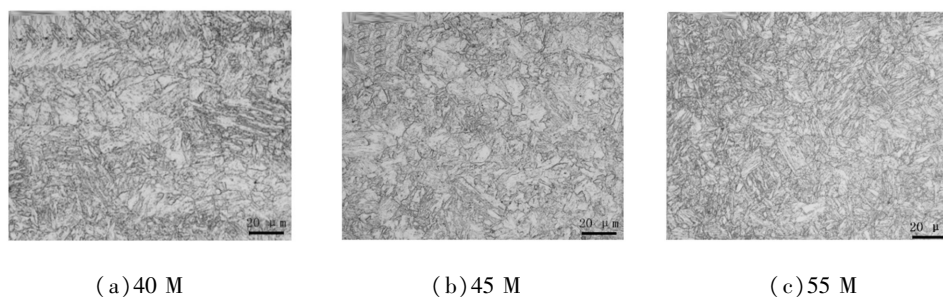


图2 3种试验钢临界退火后金相组织

Fig. 2 Metallographic microstructures of the the three test steels after intercritical annealing

图3为试验钢退火后的TEM组织形貌及电子衍射标定。图3(a)为存在于铁素体板条间的薄膜状奥氏体,宽度约为80 nm;图3(b)为存在于晶界或晶内的块状奥氏体,长约250 nm,这进一步证实了试验钢退火后逆转奥氏体的存在。图3(g)为40M析出物的暗场像,从图可以看出,析出物尺寸较小,约3~5 nm,经能谱成分分析,该析出物为含Nb的复合型碳化物,能谱分析见图4。图3(e)~(f)为55M退火后的TEM组织形貌,从图中可以看出,随着Mn含量的增加,试验钢中仍存在条状及块状两种形态的逆转奥氏体,且两种奥氏体的数量及尺寸明显增加。同样可以看到55M钢基体上弥散分布大量的纳米级含Nb碳化物(图3(h)),这表明,在中锰钢中Nb的添加易形成纳米级复合型碳化物,有利于提高钢的强度。

体,类似于回火索氏体,但很难看到残余奥氏体相存在,这可能是由于形成的奥氏体较小,很难通过金相观察到。

表2 试验钢的相变点

Table 2 the phase transformation temperature /℃

相变点	40M	45M	55M
A_{c1}	597	588	580
A_{c3}	767	765	760

表3 3种试验钢退火处理后奥氏体含量(体积分数)

Table 3 the content of austenite in the three test steels after intercritical annealing /%

40M	45M	55M
2.65	12.09	18.63

3种不同锰含量的试验钢的力学性能如表4所示。从表中可以看出,随Mn含量增加,屈服强度及拉伸强度均逐渐升高,断后伸长率 A 逐渐增加,而断面收缩率 Z 却逐渐降低。断后伸长率与断面收缩率均为表征材料塑性的指标,二者呈相反的变化趋势表明,锰含量越高,钢的均匀塑性变形能力越强。3种试验钢不同温度下的冲击韧性均随Mn含量的增加而降低。

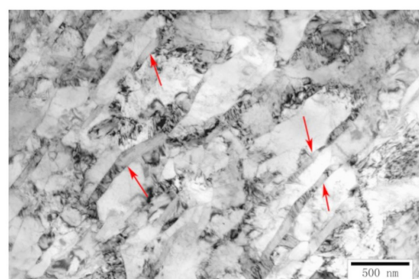
3 分析及讨论

3.1 Mn含量对逆转奥氏体稳定性的影响

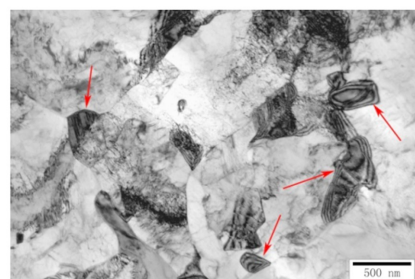
马氏体相变开始转变温度 M_s 是表征奥氏体热稳定性的重要指标, M_s 温度越低,奥氏体越稳定。式(1)为Andrews提出的 M_s 与奥氏体中含

金元素含量之间的关系^[8],TEM-EDS 测得试验钢奥氏体中各元素的含量见表 5。由于 C 原子量较小,C 含量无法通过 TEM-EDS 准确测量,但可由式(2)^[9]计算得出, α_{γ} 为奥氏体的晶格常

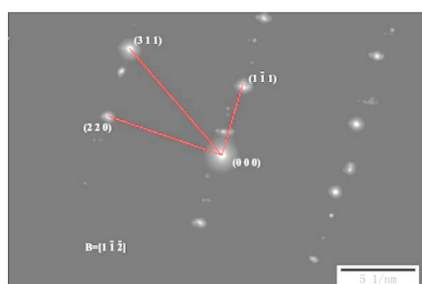
数。 α_{γ} 可以通过式(3)所示的布拉格方程求出,式中 λ 、 $(h\ k\ l)$ 、 $\sin \theta_{hkl}$ 分别为 Cu 靶辐射波长 ($1.541\ 8\text{\AA}$)、Miller 指数(1 1 1)和布拉格角,布拉格角可以直接从图 1 中 XDR 衍射图谱中读出。



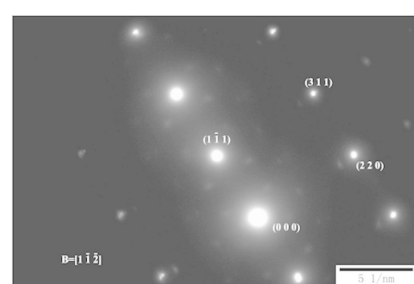
(a) 40M 中的薄膜状奥氏体



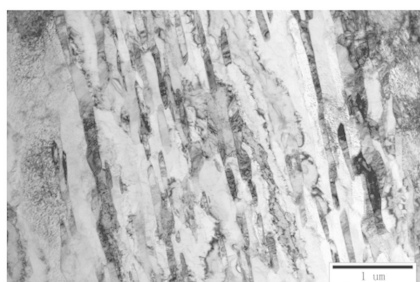
(b) 40M 中的块状奥氏体



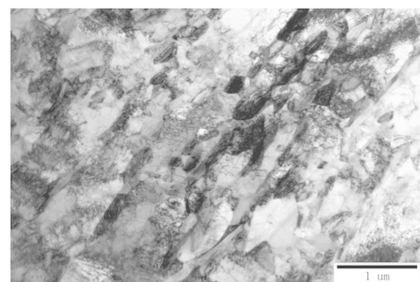
(c) 薄膜状奥氏体电子衍射标定



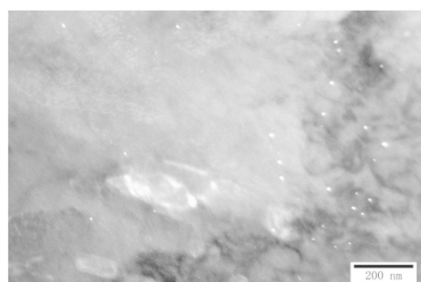
(d) 块状奥氏体电子衍射标定



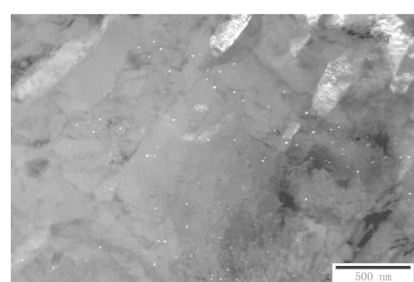
(e) 55M 中的薄膜状奥氏体



(f) 55M 中的块状奥氏体



(g) 40M 中的析出物



(h) 55M 中的析出物

图 3 试验钢透射形貌

Fig. 3 TEM Morphologies of the test steel

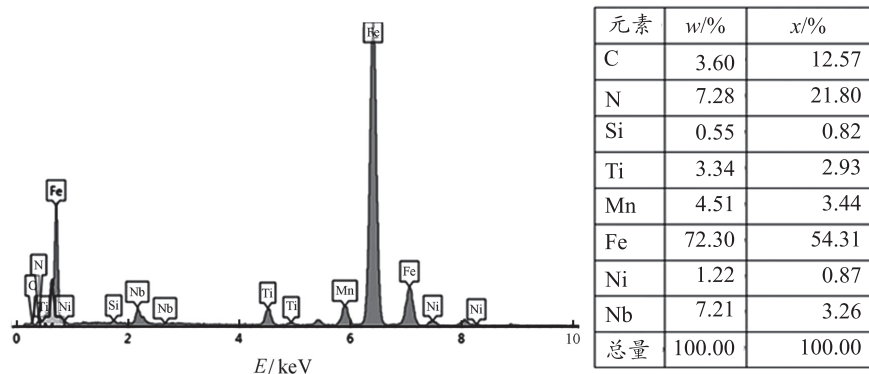


图4 能谱分析

Fig.4 EDS analysis of carbides

表4 试验钢力学性能

Table 4 the mechanical properties of the test steels

编号	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$	$KV_2, 25^\circ\text{C}/\text{J}$	$KV_2, -60^\circ\text{C}/\text{J}$
40M	701	762	22.5	80	279	87
45M	751	821	25	74	182	52
55M	766	860	27	64	126	47

$$M_s(^\circ\text{C}) = 539 - 423w(\text{C}) - 30.4w(\text{Mn}) - 17.7w(\text{Ni}) - 7.5w(\text{Si}) \quad (1)$$

$$w(\text{C}) = (\alpha_\gamma - 3.5576 - 0.00095w(\text{Mn})) / 0.046 \quad (2)$$

$$\alpha_\gamma = \frac{\lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{2 \sin \theta_{hkl}} \quad (3)$$

计算得 40M 钢中逆转奥氏体 C 含量为 0.594%, M_s 为 -78.3°C ; 55M 钢中奥氏体 C 含量为 0.186%, M_s 点为 52.5°C 。从计算结果可以看出, 40M 中逆转奥氏体中 C 含量远高于试验钢的设计成分含量(0.056%), 奥氏体呈现出较高的热稳定性。然而, 55M 钢中计算的逆转奥氏体的 M_s 点高于室温, 这与室温下奥氏体稳定存在的情况不符。有文献报道^[10], 奥氏体形状、尺寸以及应力状态对奥氏体的稳定性均有影响, 当奥氏体的尺寸小于 300 nm 时, 其 M_s 点会降低 200°C 左右, 薄膜状奥氏体比块状奥氏体稳定性高。因此, 55M 钢室温下奥氏体的稳定存在, 可能与逆转奥氏体尺寸较小有关。与 55M 钢相比, 40M 钢中奥氏体数量少, 尺寸更小, 其实际 M_s 应比计算值更低。综上可以得出, 3 种试验钢中奥氏体稳定性随 Mn 含量的增加而降低。

表5 TEM-EDS 测得的奥氏体相中 Mn, Si, Ni 元素含量

Table 5 Mass percentage content of Mn, Ni, Si in austenite phase measured by TEM-EDS(w) %

试验钢	Mn	Ni	Si
40M	10.42	2.56	0.53
55M	12.18	1.92	1.26

3.2 力学性能与 Mn 含量的关系

Mn 在钢中主要以固溶的形式存在于铁素体和逆转奥氏体中, 因此, 随着 Mn 含量的增加, Mn 的固溶强化作用增加, 试验钢的屈服强度及拉伸强度均增加。中锰钢在拉伸过程中变形机制主要为 TRIP(相变诱发塑性)效应, 即钢中逆转奥氏体含量越多, 在拉伸过程中钢中两相协调变形能力越强, 均匀塑性变形时间越长。3 种试验钢中奥氏体含量随 Mn 含量增加而增多, 因此试验钢的断后伸长率随 Mn 含量增加而增加, 而断面收缩率则呈相反的变化趋势。试验钢冲击韧性的变化趋势可以从两个方面来解释, 一方面, Mn 含量的增加, 基体中固溶的 Mn 增加, 导致基体的韧性降低。另一方面, 尺寸较小且稳定存在的奥氏体在冲击载荷下可以有效阻碍裂纹扩展, 并

消耗更多的能量,从而能提高钢的韧性;而粗大且稳定性较差的奥氏体在载荷下很容易转变成高碳马氏体,增加钢的脆性。综合以上两个方面,试验钢的冲击韧性随 Mn 含量的增加而降低。

根据上述试验结果及分析,为获得综合性能优异的海洋平台用中锰钢,可以从以下几个方面对中锰钢优化设计:(1)降低碳含量,保证其具有良好焊接性;(2)控制 Mn 含量的范围,在保证强度的同时,不至于韧性降低太多,同时增加提高基体韧性的合金元素,进一步提升钢的韧性;(3)适当添加碳化物形成元素,使之形成弥散分布的纳米级相,提升钢的强度,但碳化物形成元素不宜过多,若碳化物形成元素过多,将导致逆转奥氏体中碳含量降低,使之稳定性降低;(4)调整合适的热处理工艺,尽可能形成数量较多但尺寸较小的逆转奥氏体。

4 结论

(1)通过两相区退火处理,不同锰含量($w(\text{Mn})=3.86\%\sim 5.4\%$)的中锰钢在室温下均可获得铁素体和奥氏体混合组织,奥氏体含量随 Mn 含量的增加而增多,而稳定性随 Mn 含量的增加而降低。

(2)试验钢强度随 Mn 含量增加而增加,这与 Mn 的固溶强化有关;拉伸变形过程中的 TRIP 效应,使试验钢的断后伸长率与断面收缩率随 Mn 含量的变化呈相反的变化趋势;试验钢基体的韧性及逆转奥氏体的稳定性随 Mn 含量增加而降低,导致试验钢的冲击韧性随 Mn 的增加而

降低。

参考文献:

- [1] 刘振宇,周砚磊,狄国标,等.高强度厚规格海洋平台用钢研究进展及应用[J]. 中国工程科学,2014,16(2):31-38.
- [2] 魏元生. 第三代高强度汽车钢的性能与应用[J]. 金属热处理, 2015(12):34-39.
- [3] 吝章国. 超高强中锰钢的 Q&P 热处理工艺及变形机制研究[D]. 北京:北京科技大学,2017.
- [4] DING R, DAI Z B, HUANG M X, et al. Effect of pre-existed austenite on austenite reversion and mechanical behavior of an Fe-0.2C-8Mn-2Al medium Mn steel[J]. Acta Materialia, 2018,147:59-69.
- [5] LEE D, KIM J K, LEE S, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti and Mo micro-alloyed medium Mn steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 706: 1-14.
- [6] KWON K H, YI I C, HA Y, et al. Origin of intergranular fracture in martensitic 8Mn steel at cryogenic temperatures[J]. Scripta Materialia, 2013,69: 420-423.
- [7] HEO N H, NAM J W, HEO Y U, et al. Grain boundary embrittlement by Mn and eutectoid reaction in binary Fe-12Mn steel[J]. Acta Materialia, 2013, 61:4022-4034.
- [8] CLARKE A J, SPEER J G, MILLER M K, et al. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: a critical assessment [J]. Acta Materialia, 2008, 56(1): 16-22.
- [9] SANTOFIMIA M J, NGUYEN-MINH T, ZHAO L, et al. New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite [J]. Materials Science & Engineering A, 2010, 527(23): 6429-6439.
- [10] YEN H W, OOI S W, EIZADJOU M, et al. Role of stress-assisted martensite in the design of strong ultrafine-grained duplex steels [J]. Acta Materialia, 2015, 82: 100-114.